

镁合金薄板材剪切诱导织构弱化和性能提升的研究进展

孙德聪^{1,2}, 陈帅峰², 宋广胜^{1,2}, 张士宏², 宋鸿武²

(1. 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 镁合金薄板因强基面织构制约, 室温成形能力不足, 工业应用受到极大限制。本文从镁合金板材织构弱化的机制出发, 突出剪切诱导孪晶启动实现镁合金薄板织构弱化的可行性以及存在的机制不明问题。结合孪晶实现镁合金薄板织构弱化的工艺发展, 讨论目前剪切变形工艺在镁合金薄板加工应用的优点和不足。针对复杂应力状态下滑移和孪晶启动的机制不明以及剪切变形诱导镁合金织构弱化的工艺不足, 分别提出了等效 Schmid 因子和等通道弯曲技术, 并说明了新计算理论和新剪切加工技术在镁合金薄板材方面的应用。

关键词: 镁合金; 薄板材; 剪切变形; 孪晶; 织构弱化

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)03-0882-12

镁合金被誉为“21 世纪绿色结构材料”, 具有密度低、比强度和比刚度高、阻尼减振降噪性好、资源丰富以及可回收利用等优点, 已在交通运输、3C 电子通信和航空航天等领域得到一定应用^[1-2]。当前, 镁合金产业中的高技术含量、高附加值产品首推镁合金板材, 特别是镁合金薄板(厚度<3 mm)^[3]。然而, 传统轧制和挤压工艺制备的镁合金薄板常具有较强的基面织构, 室温下能启动的独立滑移系少而导致延展成形性较差, 这限制了薄板的加工成形和广泛应用^[4-6]。因此, 如何有效地弱化镁合金薄板的基面织构, 从而提高其成形性能, 依然是制约镁合金板材广泛应用的瓶颈问题^[7-8]。

镁合金作为典型的密排六方(hcp)结构金属, 其塑性变形机制包括基面、柱面和锥面滑移; 拉伸及压缩孪晶等^[9-10]。其中, 基面滑移是镁合金的主要变形机制, 因其临界剪切应力(CRSS)较低而最容易启动^[11-13]。在镁合金的常规轧制或挤压过程中, 基面滑移系大量开动, 从而引起明显的晶格畸变, 诱使晶粒逐渐旋转, 导致晶粒的 c 轴与板材法线方向(ND)平行, 此时基面滑移处于稳定位置, 从而形成强基面织构^[14]。因此, 采用塑性加工方式调控镁合金薄板基面织构的主要研究思路为: (1) 在工艺中引入剪切变形, 改变基面滑移(或晶粒取向)的稳定位置; (2) 合理调节加载方式和路径, 通过孪晶提高非基面变形机制启动比例, 尤其是

孪晶开动比例。

本文主要论述了利用剪切变形诱导孪晶实现镁合金板材织构弱化, 提升镁合金板材性能的研究进展。系统介绍了各种剪切加工工艺在镁合金板材中的应用与不足。并结合对剪切变形诱导孪晶的原理和工艺, 阐述了新理论—等效 Schmid 因子和新技术—等通道弯曲技术(Equal channel angular bending, ECAB)在镁合金变形机制解释和薄板基面织构调节方面的应用。

1 镁合金孪晶启动特性

孪晶是镁合金的重要塑性变形机制之一^[15]。其启动引起的取向变化会极大地影响镁合金的机械性能^[16-17]。特别是对于具有强织构的变形镁合金, 孪晶可以通过调节织构有效地改善力学各向异性和成形性^[18-20]。研究表明, 镁合金孪晶启动具有如下 2 个显著特点:

(1) 极化性: 因镁合金薄板大部分晶粒 c 轴平行于 ND, 沿薄板轧制方向(RD)或横向(TD)进行面内压缩时, 可开动 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶^[21-23]。反之, 可启动 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶和 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶, 但两者因临界剪切应力较高不易开动, 对织构调节贡献较小。研究表明, 特定加载方式下, 孪晶启动和变体选择主要取决于 Schmid 因子(Schmid factor, SF)^[24-25]。对垂直于 c

收稿日期: 2023-03-03

基金项目: 国家自然科学基金青年基金(52105412); 中国科学院金属研究所人才引进项目(E055A501)

作者简介: 孙德聪, 男, 1994 年生, 硕士, 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136, E-mail: decongusun@126.com

轴的压缩应变,在晶粒中是启动大多是单个孪晶变体或具有最高 SF 值的孪晶变体对^[26]。这些特定孪晶变体引入了平行孪晶结构,可促进孪晶生长,从而使孪晶体积分数随应变快速增加^[27]。如图 1 所示,沿轧制方向压缩时,在 2%应变下可观测到孪晶片层。随着压缩应变的增加,孪晶的体积含量迅速增加,在 8%应变下,原始晶粒基本被孪晶完全吞噬,相对应,晶粒的取向集中 RD (晶粒 C 轴平行于 RD)^[28]。

(2) 温度敏感性: 镁合金在变形过程中,滑移和孪晶启动呈现一定竞争关系。镁合金非基面滑移系(柱面和锥面滑移系)的临界剪切应力随温度升高而明显降低,因此随着温度的升高,非基面滑移系的大量开动可抑制孪晶启动^[29-30]。宋广胜等^[30]应用 EBSD 准原位跟踪技术,研究了镁合金轧板在室温至 230 °C 范围内在单向压缩或拉伸过程的组织演变过程,部分结果如图 2 所示。由图 2a 和 2b 表明,在 100 °C 下,当试样的变形量从 0%压缩到 13.6%时,孪晶被大量激活,基面织构明显弱化;由图 2c、2d 表明,230 °C 的压缩变形过程几乎没有激活的孪晶。实验结果表明,镁合金的孪晶启动和温度有着极大的关系,通过孪晶调节薄板材织构,一般需

要将变形温度控制在 200 °C 以下。

2 镁合金薄板材孪晶启动

根据镁合金孪晶的 2 种启动特性发现,利用孪晶开动弱化镁合金薄板基面织构关键是在合适的温度范围内,采用合理的加载方式和路径使 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶大量开动。当前,引入 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的方法主要有 2 种: (1)利用室温下的面内压缩(In-plane compression, IPC)引入 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶弱化基面织构^[31-36]; (2)通过剪切变形引入 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,弱化薄板基面织构。

2.1 室温面内压缩加载

Xin 等^[31]和 Xin 等^[32]通过该技术在 AZ31 轧板内引入复合的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶片层结构细化晶粒,如图 3 所示。Xin 等发现^[31] $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶细化晶粒过程可以发生在取向良好的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶中,而 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶细化晶粒有效地提高了预应变样品的屈服应力和峰值应力,且伸长率没有任何降低。Xin 等^[32]发现,激活 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶高效地弱化了板材基面织构,改善了板材的力学性能,且 TD 预轧制-RD 压缩

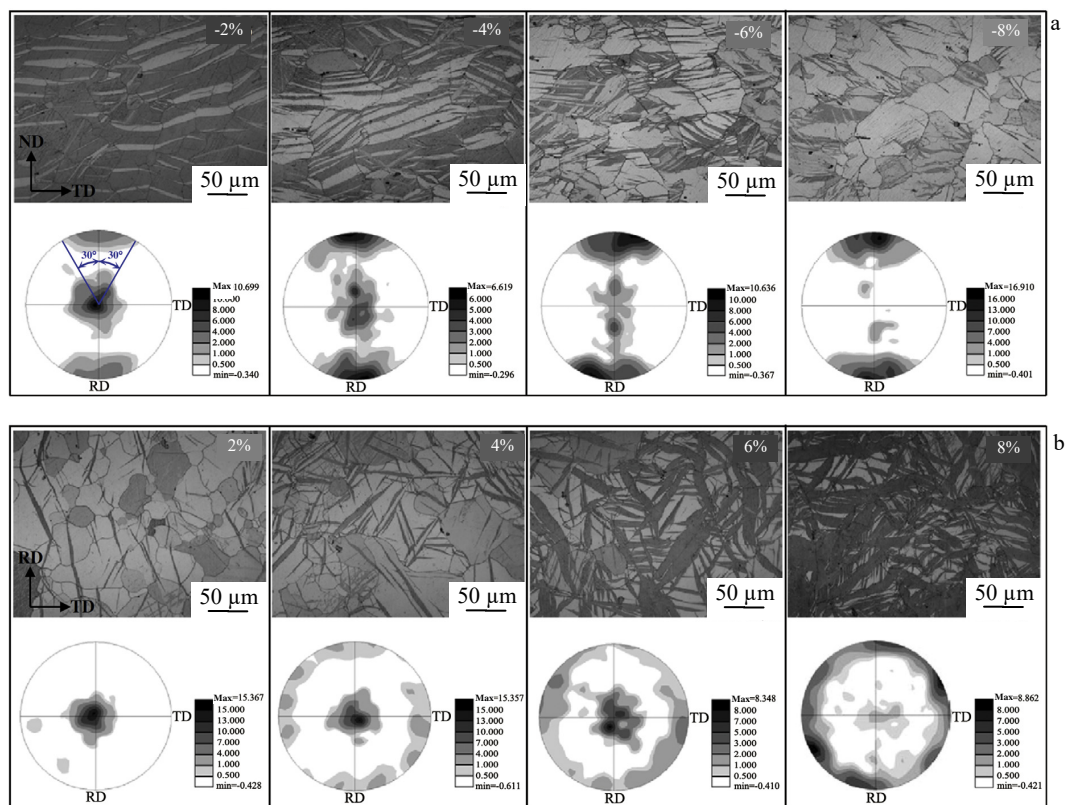


图 1 沿轧制方向 (RD) 压缩应变 (即垂直于织构 c 轴的压缩) 的光学显微结构和 (0002) 极图(孪晶区表示为明亮的颜色, TD 表示横向)^[28]

Fig.1 Optical microstructures and (0002) pole figures with strain along the RD (a) and ND (b) (the twinned regions are indicated as a bright color)

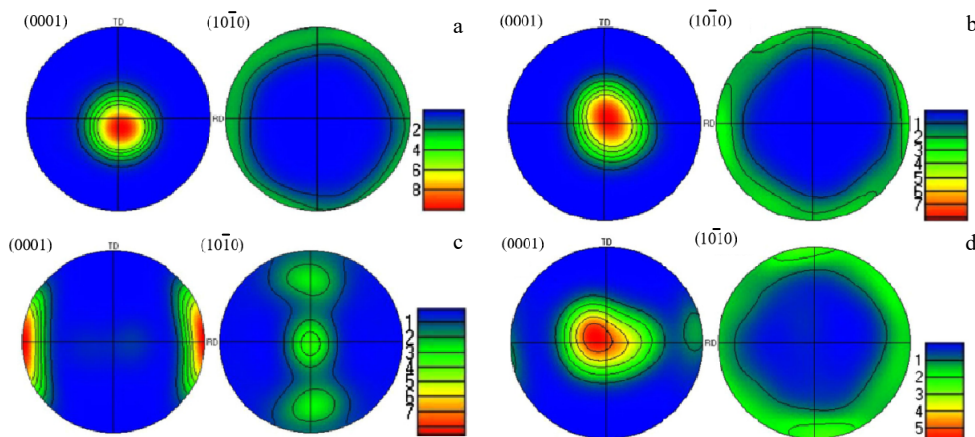


图2 不同温度和压缩应变下试样的极图

Fig.2 Pole figures of the specimen under different temperatures and different compressive strains^[30]: (a) 100 °C, 0%; (b) 100 °C, 13.6%; (c) 230 °C, 0%; (d) 230 °C, 26.9%

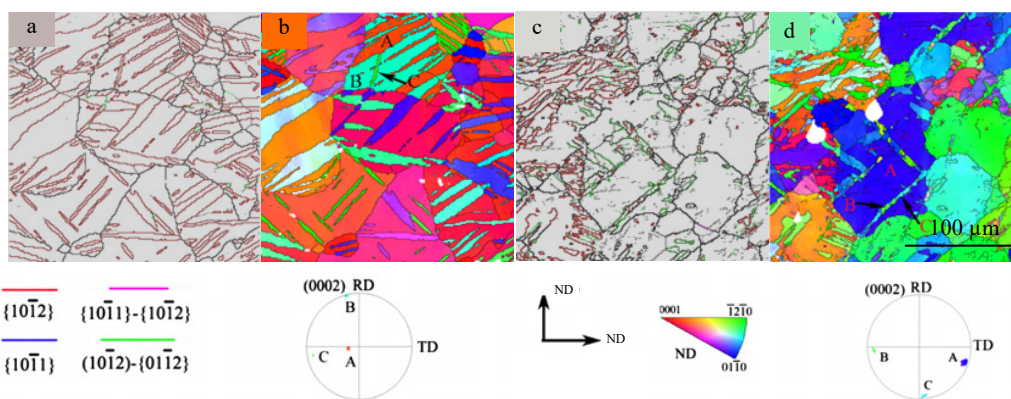


图3 不同应变组合样品的晶体取向图

Fig.3 Crystallographic orientation maps of samples^[31-32]: (a-b) 2% precompression along RD and 2.5% recompression along TD; (c-d) 2% precompression along RD and 8% recompression. (0002) pole figures of the selected regions in Fig.3b and Fig.3d are below the corresponding figures

路径下, 板材内部可开动不同的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶变体进一步优化板材织构。

图4为相关研究中所开发的室温面内压缩装置, 以在镁合金薄板材中引入 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶^[30-32]。图4a中, 何维均等^[33]将尺寸为 $64\text{ mm} \times 64\text{ mm} \times 2.2\text{ mm}$ 的方形板放入通过模具中, 进行面内压缩以引入 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶。图4b中, Cheng等^[34]从板材上沿轧制方向切割尺寸为 $50\text{ mm} \times 50\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 的试样, 然后在室温下分别进行1.69%、3.32%和5.38%变形量的预压缩变形。压缩过程中, 模具两侧的Cr12钢板提供支撑防止压缩失稳。图4c中, Kim等^[35]沿板材横向制备 $65\text{ mm} \times 200\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 试样, 利用水平加载系统施加面内压缩变形。同时液压系统在试样的垂直方向上向施加恒定垂直载荷, 以防止试样屈曲。

He等^[33]采用面内TD压缩(IPC-T)和TD-RD复合压缩路径(IPC-TR)对镁合金板材进行加工, 具体结果如图5所示。图5a中, 原始镁合金薄板材为较典型的强基面织构板材。经过IPC-TR加载和 $260\text{ °C}/1\text{ h}$ 退火后(图5b), 薄板材基面织构因 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶相关再结晶的发生而显著弱化。经过Erichsen测试发现, IPC-T后板材的成形性明显提升, 薄板材杯突值由初始的 3.8 mm 提升为 5.1 mm 。对比IPC-T试样, IPC-TR试样的成形性进一步提升为 5.7 mm 。相似地, Wang等^[34]对比分析了TD-RD压缩和RD-TD压缩2种路径, 表明TD-RD压缩路径更有利于薄板织构优化, 经 $450\text{ °C}/2\text{ h}$ 退火后杯突值由初始态的 2.83 mm 升高为 6.01 mm 。

综合上述研究可以发现, 面内压缩过程可以产生

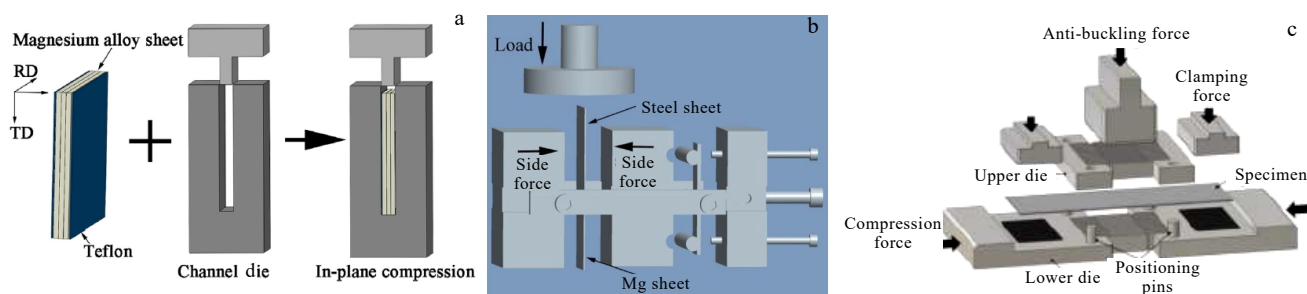


图4 面内压缩模具

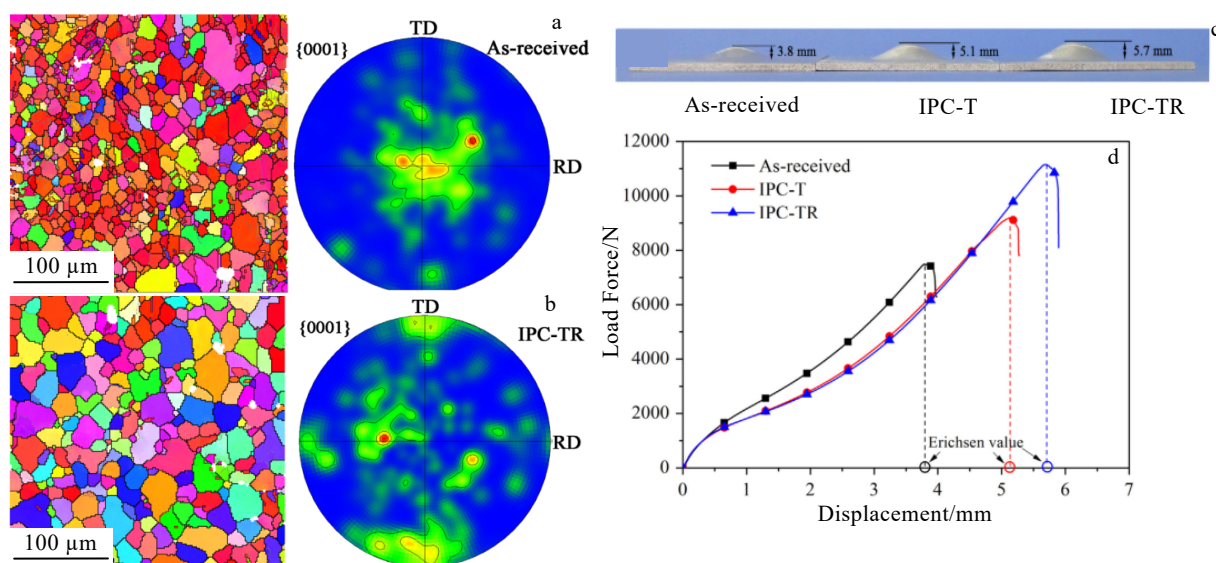
Fig.4 Molds for in-plane compression: (a) He et al^[33], (b) Cheng et al^[34], and (c) Kim et al^[35]

图5 EBSD取向图和{0001}极图

Fig.5 EBSD images and {0001} pole figures^[33]: (a) as-received sample, (b) IPC-TR sample, (c) Erichsen tests, and (d) load force-displacement curves during Erichsen test

大量{1012}拉伸孪晶,有效优化板材的织构,但是如图4所示,面内压缩过程中需要复杂的模具系统辅助以防止镁合金薄板翘曲失稳,无法实现连续性加工,极大限制了面内压缩法在薄板中的有效应用。

2.2 剪切变形加载

除面内压缩(正向加载)外,剪切变形(切向加载)也会对镁合金板材塑性变形机制及织构特征产生影响^[36-39]。黄光胜等^[37]利用0.6 mm厚度的AZ31热轧板材,制备尺寸为160 mm×190 mm的试样,利用图6a所示模具进行纯剪切。剪切加载过程中,利用边部固定槽和侧边模具支撑,通过压缩中间可移动金属板,依靠薄板材边部和中间材料位移差,成功引入面内纯剪切变形。实验表明,利用面内剪切在镁合金薄板中(0.6 mm)中引入了一定量的{1012}拉伸孪晶,弱化薄板基面织构,杯突值由3.14 mm升高到4.82 mm。

另外,王锋华等^[38]采用镁合金热轧板材(30 mm)制备出面内剪切试样(in-plane shear, IPS)和厚向剪切试样(through-thickness shear, TTS),然后采用单向拉伸实验在板材内部分别引入面内和厚向纯剪切变形。图7为面内和厚向纯剪试样在不同剪应变条件下的孪晶启动和分数。对比可知,在应变相同时,IPS试样产生的孪晶分数要比TTS试样产生的孪晶分数更高;且剪切应变变形越大,2种试样内启动的孪晶分数越高;当应变大于10%时,IPS试样内部{1012}拉伸孪晶分数已超过50%,TTS试样内部还存在少量{1012}-{1012}双孪晶,但是{1012}拉伸孪晶分数也超过30%。这表明:针对镁合金薄板,除面内压缩外,剪切加载也可作为有效的变形方式诱导{1012}拉伸孪晶,实现薄板基面织构弱化。此外,不同的剪切类型对于孪晶启动具有明显影响。

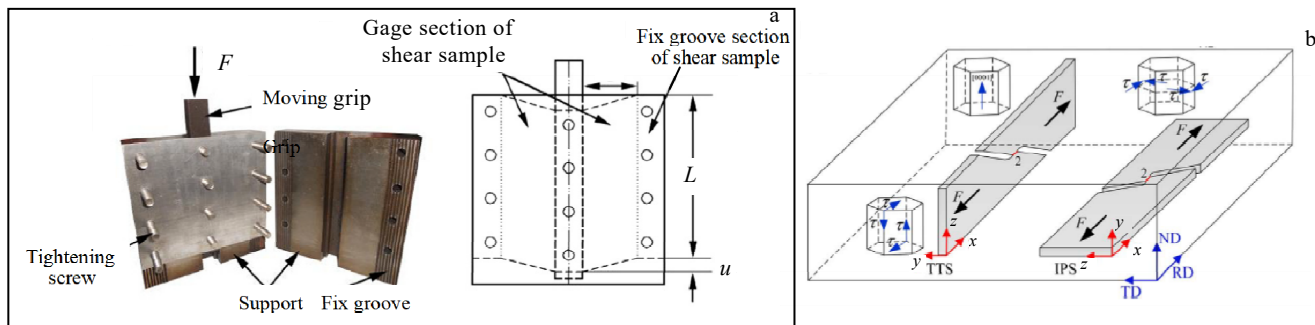


图 6 剪切加载模具及试样

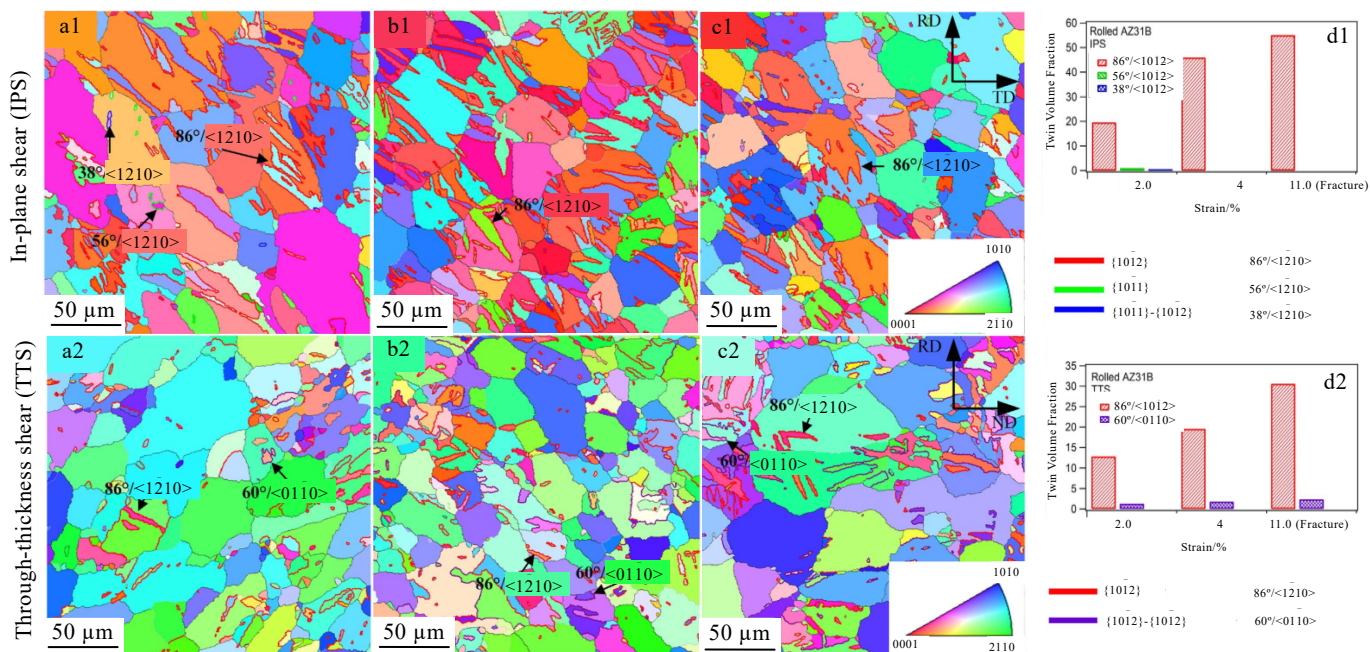
Fig.6 Physical diagram and samples of simple shear device: (a) Huang et al^[37] and (b) Wang et al^[38]

图 7 室温面内剪切和厚向纯剪试样的 IPF 图和孪晶分数

Fig.7 IPF maps and twinning volume fraction (TVF) during in-plane shear (IPS) (a1-d1) and through-thickness shear (TTS) (a2-d2)^[38]: (a1, a2) the strain of 0.02; (b1, b2) the strain of 0.04; (c1, c2) after fracture ($\varepsilon > 10\%$); (d1, d2) relationship between the TVF and shear strain

然而，目前利用剪切变形激活 $\{1012\}$ 孪晶优化镁合金薄板织构仍面临如下难题：剪切变形诱导孪晶启动机理不清。单向拉伸或压缩（正向加载）下，镁合金孪晶（类型和变体）启动规律已得到广泛研究，晶粒取向—单轴正向加载—孪晶类型和变体之间的关系可用 Schmid 因子进行较好描述^[21,25-26,28,39]。而剪切变形诱导孪晶启动仍处于初步研究阶段，虽然有一定进展，但是关于晶粒取向—剪切加载—孪晶类型和变体间的机制关系仍不清楚。

3 镁合金含剪切加工工艺

3.1 常用镁合金含剪切加工工艺

目前，镁合金中应用的含剪切加工工艺主要包括

等通道挤压(ECAP)^[40]、高压扭转(HPT)^[41]、异步轧制(DSR)^[42-45]、累积叠轧(ARB)^[46]、非对称挤压(AE)^[45,47]和挤压-剪切(ES)^[48-49]等，相关技术的变形过程和特点如图 8 所示。HPT 因冲头高压力和扭转施加限制，加工试样尺寸小 ($< 10 \text{ mm}$)，较难应用于镁合金板材^[41]。DSR 和 ARB 工艺需依靠板材厚度明显减薄才可引入较大剪切变形^[42-45]。例如 DSR 因剪切变形引入有限，板材基面织构强度虽有降低，但晶粒 c 轴偏离 ND 的角度一般小于 15° ^[42-43]。重庆大学蒋斌等^[47]利用非对称挤压型腔布置引入剪切变形，成功减弱了板材基面织构的强度。湖南科技大学卢立伟等^[49-51]采用正挤压-弯曲剪切新工艺，加工后板材获得了较好的晶粒细化和织构弱化效果。

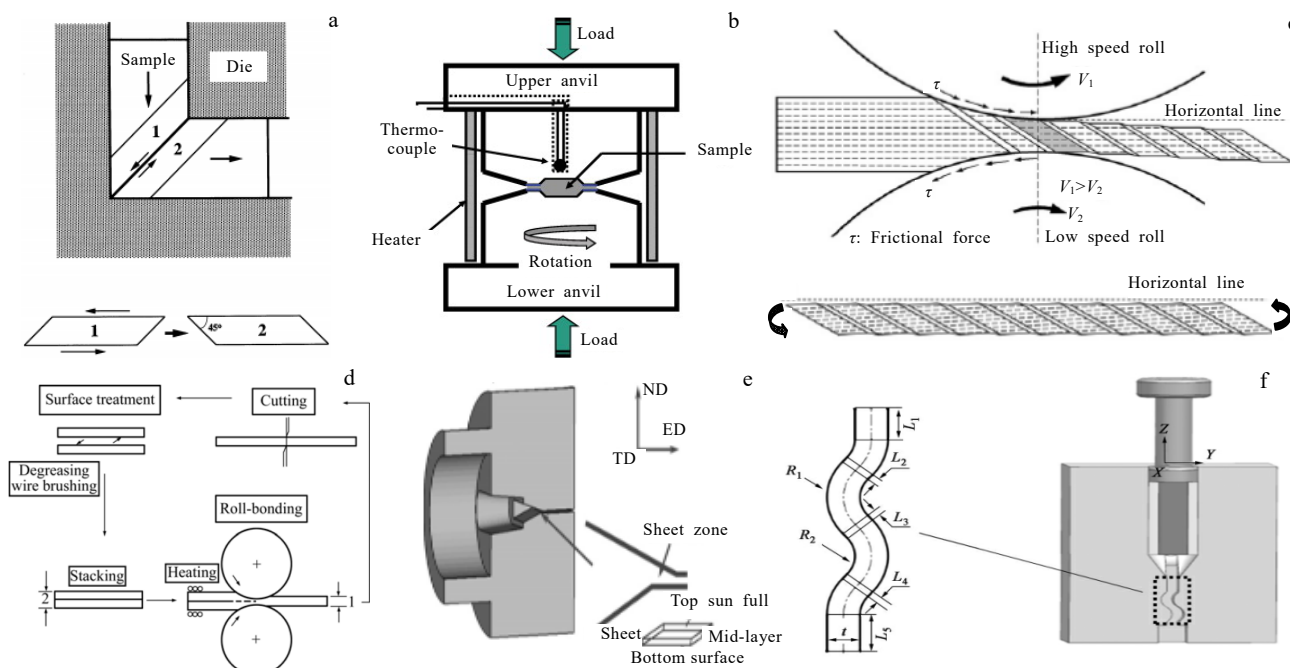


图8 镁合金含剪切加工工艺示意图

Fig.8 Schematic diagrams of compression-shear methods for Mg alloys^[40-49]: (a) equal channel angular pressing (ECAP); (b) high pressure torsion (HPT); (c) differential speed rolling (DSR); (d) accumulative roll bonding (ARB); (e) asymmetric extrusion (AE); (f) extrusion-shearing (ES)

相比之下, ECAP 可在试样截面尺寸基本不变的情况下累积剪切变形(图 9a), 是一种更高效的剧塑性变形 (SPD) 技术, 已被广泛用于镁合金晶粒细化和织构调整^[5-7,40,48,52]。Baesusir 等^[52]表明 250 °C 时纯镁经多道次 ECAP 大剪切变形后, 引入了与基面滑移开启相关的 B 型织构组分, 该组分与 ND 方向的夹角为 45°, 有效地弱化了基面织构。重庆理工大学胡红军等^[48]将普通挤压与 ECAP 挤压相结合, 由挤压大应变配合 ECAP 剪切应变高效地实现了镁合金晶粒细化。由此可见, 通过加工工艺引入大量的剪切变形, 在细化晶粒的同时调整基面滑移稳定位置, 可有效弱化镁合金的基面织构。

尽管 ECAP 工艺可有效细化晶粒和调节基面织构, 但加工坯料的宽度/厚度一般都大于 10 mm, 同时存在加工非连续性问题, 造成加工效率低、成本高等不足, 极大地限制了 ECAP 在薄板(带材)中应用。如图 9b 所示, 为实现板(或带)材加工, 研究人员提出了共同剪切 (con-shearing)、连续性限制条带剪切 (C2S2)、连续性 ECAP (ECAP-conform) 和等通道轧制 (ECAR) 等多种改进型 ECAP 工艺^[40,53]。关于

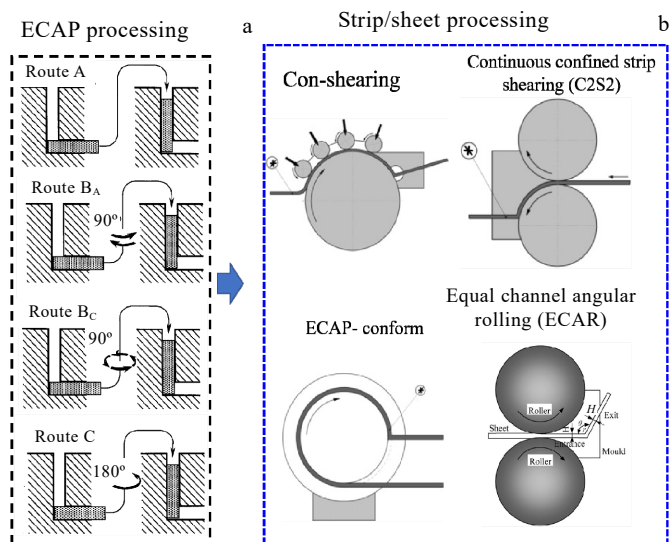


图9 传统 ECAP 工艺及路径及改进型 ECAP 板(带)材加工工艺

Fig.9 Schematic diagram of deformation paths of ECAP (a); modified ECAP technologies for strip/sheet processing (b)

Con-shearing、C2S2 和 ECAP-Conform 等工艺的研究仍主要集中在塑性较好的纯 Al 或纯 Cu 板(带)材^[40]。ECAR 工艺由湖南大学陈振华^[53]提出,经 5 道次 ECAR 加工后镁合金板材的基面织构得到明显弱化,拉伸延伸率得到显著提升。重庆理工大学周涛等^[54]结合 ECAR 与连续弯曲技术(ECAR+CB),显著弱化

了 1.26 mm 镁合金薄板基面织构,明显提升了薄板的拉伸延伸率和成形性。最近, Sun 等^[55-56]针对传统 ECAP 模具进行了结构创新,采用开发的 ECAP 模具(见图 10a),成功实现了 175~225 °C 范围内厚度为 1.8 mm 的镁合金板材的加工,有效提高了板材中的孪晶分数,实现了晶粒细化和织构弱化。

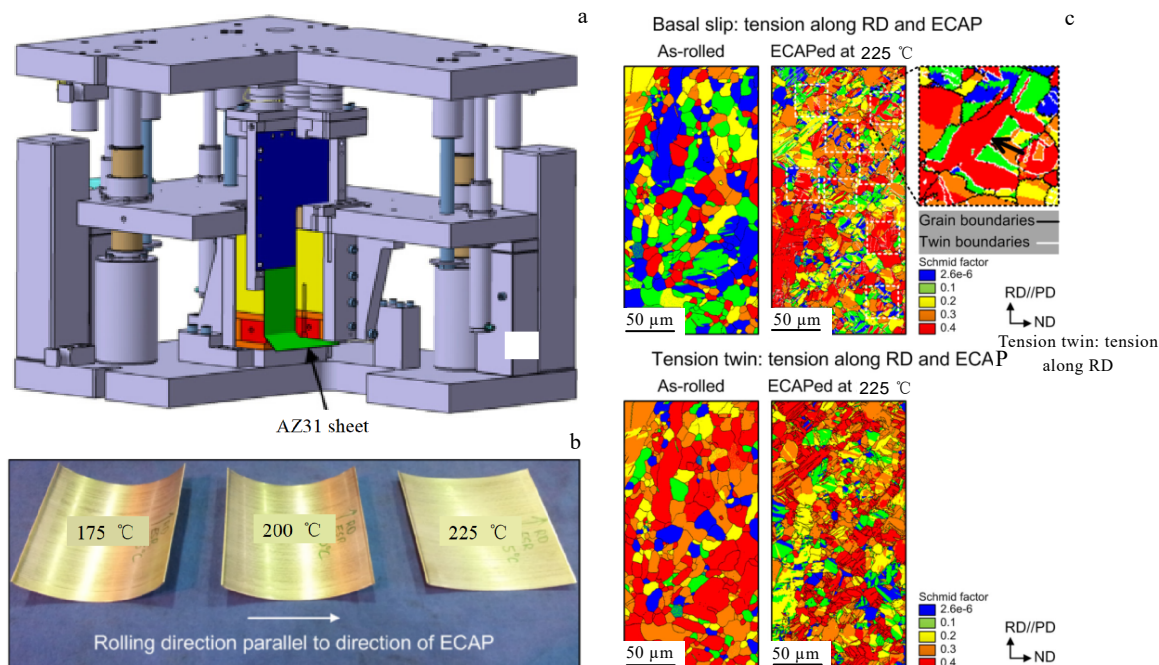


图 10 新 ECAP 工艺模具, 加工温度为 175、200 和 225 °C 的 ECAP 板材及 225 °C 下轧制/ECAP 板材的基面 $\langle a \rangle$ 滑移与 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的 Schmid 因子图

Fig.10 ECAP technology by Victoria-Hernández^[55-56]: (a) description of developed ECAP tool; (b) ECAPed sheets at processing temperature of 175, 200 and 225 °C; (c) Schmid factor maps of rolled and ECAPed sheet at 225 °C for basal $\langle a \rangle$ slip and $\{10\bar{1}2\}$ $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ tension twin

不难发现,上述改进型 ECAP 工艺需外界模具约束才能防止板(带)材起皱失稳,同时依靠轧辊(或导轮)与坯料间摩擦力并配合较高的加工温度(> 250 °C)才能完成送进和后续加工变形,仍难以应用于较大尺寸的镁合金薄板。此外,外界摩擦力往往会恶化板材表面质量,而且板材厚度越薄,该恶化现象越严重。因此,仍亟需开发新的改进型 ECAP 工艺,实现无外界摩擦辅助下在镁合金薄板中累积较均匀剪切变形,充分发挥 ECAP 工艺优势和织构调节能力。总结可知,目前利用上述镁合金含剪切加工工艺激活 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶优化镁合金薄板织构仍面临一个难题:薄板中均匀剪切变形的累积。尚缺乏可在镁合金薄板中高效引入均匀剪切变形的加工工艺,同时考虑到孪晶启动存在温度敏感性,相关加工工艺应能在温热状态下(< 250 °C)完成薄板加工。

近年来,除了利用剪切变形工艺引入拉伸孪晶,弱化镁合金板材织构以外,通过添加元素进行合金化也成为了一个镁合金组织和织构调控的有效方法。经国内外学者研究发现,稀土和碱土元素的添加,可以对镁合金产生下列影响:(1)提高镁合金的燃点,黄晓峰^[57]和辛明德^[58]等发现, Mg 合金的起燃温度随着合金中 Ce 含量的增加而上升;(2)抗蠕变性能提升,黄晓峰^[59]和 Kim^[60]等发现,向 Mg-Si 或者 Mg-Al-Si 系合金中添加 Nd、Ca 及 Sr 等元素会明显改善合金的抗蠕变性能;(3)弱化基面织构,提升镁合金板材室温成形性能,黄光胜等^[61]通过在 AZ31 镁合金中加入微量的 Ca 元素,研究 Ca 含量对 AZ31 合金组织和冲压性能的影响。之后选取性能最好的合金并向其中加入 Ce,发现 Ca 和 Ce 可以促进镁合金动态再结晶形核,降低板材 r 值和各向异性,大幅提高了 AZ31 镁合金

板材的室温成形性能。刘英等^[62]发现, 向 AZ31 镁合金中加入 Re、Ca 元素, 可以有效提高板材的强度和延伸率。元素合金化与剪切加工工艺作为调控镁合金板材织构、提高镁合金板材性能的不同方式, 可以根据工业的具体需求进行选择。

3.2 等通道弯曲变形技术 (ECAB)

为解决镁合金薄板中剪切变形累积难题, 同时利用剪切变形激活 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶优化薄板织构, 陈帅峰等^[63]在 ECAP 工艺基础上的提出等通道弯曲技术 (equal channel angular bending, ECAB), 以解决镁合金薄板中剪切变形累积难题, 同时利用剪切变形激活 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶优化薄板织构。如图 11a 所示, ECAB 技术原理上结合弯曲和动态 ECAP 工艺, 即将 ECAP 设计为可动模结构 (上模可动, 下模固定)。上模下压过程中, 模具保持等距形成等通道, 利用弯曲变形 (bending) 调节薄板晶粒取向, 然后利用动态 ECAP 施加剪切变形, 以激活 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶; 图 11b 展示了 ECAB 工艺后板材内部均匀变形的累积; 图 11c 和 11d 是经过 3 道次 ECAB 变形后的孪晶图和极图, 可以看出薄板内部启动了多种孪晶类型, 以 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶为主。而相比于单一路径的图 11c, 用交叉路径的图 11d 所引入的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶要更多, 从而更有效地降低板材基

面织构强度, 增大其偏转角度。

相比于当前的各种含剪切加工工艺, ECAB 技术原理简单, 无需外界摩擦辅助便可送进; 在 200 °C 下可以完成加工, 并获得了沿厚度方向累积较均匀的剪切变形; 交叉路径多道次下启动了多种孪晶类型, 引入了大量的拉伸孪晶, 使薄板沿 RD 拉伸延伸率显著提高^[64-65] (相对量 > 60%)。因此其可用于大尺寸镁合金薄板连续性加工, 具有较好的工业应用前景。然而, 当前经过 ECAB 加工后的镁合金板材的表面质量并不理想, 存在明显的加工痕迹, 后期需要进一步完善工艺以优化板材质量达到工业使用标准。

4 剪切加载新理论

传统 Schmid 因子针对于单轴正向加载 (拉伸或压缩) 定义的^[66], 也是目前镁合金在单轴正向加载下孪晶类型启动和变体选择的最简单和有效的判断手段, 其表达式为:

$$m = \cos\varphi \cos\lambda \quad (1)$$

式中, φ 和 λ 分别是载荷方向与滑移面 (或孪晶面) 法向和滑移 (或者孪晶) 方向之间的夹角。为了理解多向载荷下镁合金的孪晶启动和变体选择规律, 研究人员提出了广义 Schmid 因子 (Global Schmid factor, GSF)^[67] 和修正的 GSF^[68] 可较好地判断多轴正向加载下的塑性变形机制启动。

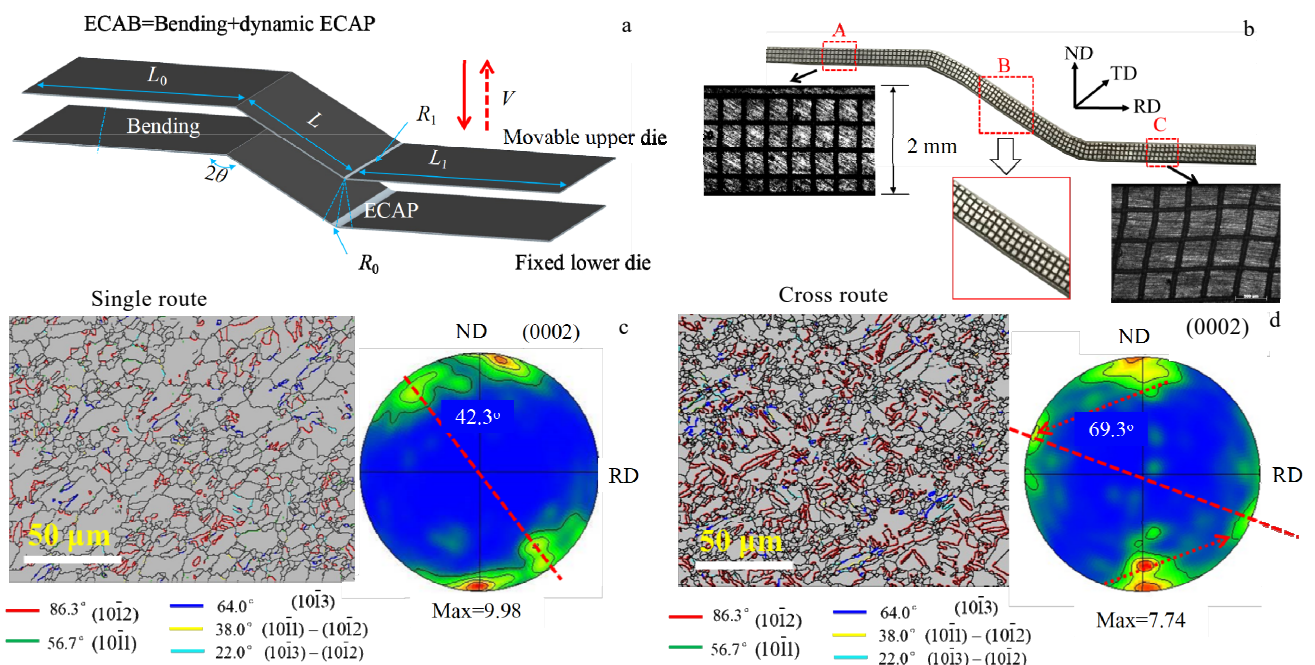


图 11 等通道弯曲技术原理示意图, 单道次等通道弯曲后剪切变形累积, 利用等通道弯曲技术加工 3 道次后的单一路径及交叉路径孪晶图及 (0002) 极图

Fig.11 Schematic diagram of ECAB (a); laser printed meshes and their evolution during ECAB (b); EBSD band contrasts superimposed with various twinning boundaries and (0002) PFs after three passes (c-d)^[63]

针对当前传统 Schmid 因子和 GSF 仅适用于正向加载的问题,通过区分正向加载和剪切加载的不同作用机制, Xia 等^[68]提出了等效施密德因子 (effective Schmid factor, ESF) 的概念。如图 12 所示,根据单向加载状态下 Schmid 因子 (SF) 定义。单轴正向加载 (拉伸或压缩) 下,作用力 F_0 (或正应力 σ_0) 作用投影面为 A_0 , 而单轴剪切应力下,作用力 F_1 (或剪应力 τ_1) 作用投影面为 A_1 。因两者作用面不同,对于单轴拉伸 (压缩) 或者剪切,特定变形模式对应的单轴 SF 可用如下公式计算:

$$m_{ij}^{(\beta)} = \begin{cases} (\mathbf{g}_i \cdot \mathbf{n}^{(\beta)})(\mathbf{g}_j \cdot \mathbf{b}^{(\beta)}) \sigma_{ij}(\text{正应力}), & i = j \\ \sqrt{1 - (\mathbf{g}_j \cdot \mathbf{n}^{(\beta)})^2} (\mathbf{g}_i \cdot \mathbf{b}^{(\beta)}) \sigma_{ij}(\text{剪应力}), & i \neq j \end{cases} \quad (2)$$

式中, \mathbf{g}_i 和 \mathbf{g}_j 为参考坐标系沿着 i 和 j 方向的单位矢

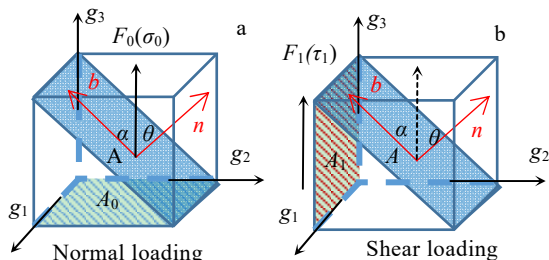


图 12 单轴加载状态下 Schmid 定义示意图 (笛卡尔坐标)

Fig.12 Relationship between loading axis and slip plane, slip direction and working plane (Descartes coordinates)^[68]: (a) normal loading (tension/compression); (b) shear loading

量 ($i, j=1, 2, 3$)。 $\mathbf{n}^{(\beta)}$ 和 $\mathbf{b}^{(\beta)}$ 为经过归一化处理后变形模式 β 的滑移 (孪晶) 面法向和滑移 (孪晶) 方向。

在复杂应力状态作用下,对于特定变形模式 β , 其 ESF 定义为:

$$\bar{m}^{(\beta)} = \begin{cases} \frac{|\sigma \cdot \mathbf{m}^{(\beta)}|}{\bar{\sigma}} & \text{滑移系} \\ \frac{\sigma \cdot \mathbf{m}^{(\beta)}}{\bar{\sigma}} & \text{孪晶模式} \end{cases} \quad (3)$$

式中, $\bar{\sigma}$ 为加载应力矩阵 σ 对应的等效应力, $\mathbf{m}^{(\beta)} = [m_{ij}^{(\beta)}]$ 为变形模式 β 在应力矩阵 σ 作用下的 Schmid 因子矩阵。ESF 具备如下几个特点: (1) \bar{m} 具有明确的物理意义, 它和外部做功与内部能量之间转换比例相关;

(2) 考虑滑移系和孪晶系之间不同的剪切变形能力。因孪晶启动的极化性, 只有孪晶模式具有负的 \bar{m} 值;

(3) 和 SF 相似, \bar{m} 值越大, 该变形方式越容易启动。而且在单轴拉伸/压缩情况下, \bar{m} 会退化为传统 m ;

(4) 作为晶粒取向和加载状态的函数, \bar{m} 能够同时描述两者对滑移系和孪晶模式的影响。在固定晶粒取向的情况下, 就可系统研究复杂应力状态 (如压剪复合变形) 对镁合金变形机制的影响。

采用等效 Schmid 因子理论成功解释了 AZ31 镁合金板材在异步轧制 (DSR) 过程中, 引入剪切变形对于孪晶类型和变体启动的影响。DSR 引入剪切变形后单个晶粒内部同时出现了拉伸孪晶 (TT) 和压缩孪晶 (CT), 且孪晶变体的选择顺序发生了改变^[69]。进一步采用 ESF 对 DSR 中的剪切变形进行分析^[43], 并与 SR 进行对比, ESF 在 (0001) 极图上的分布如图 13 所示。

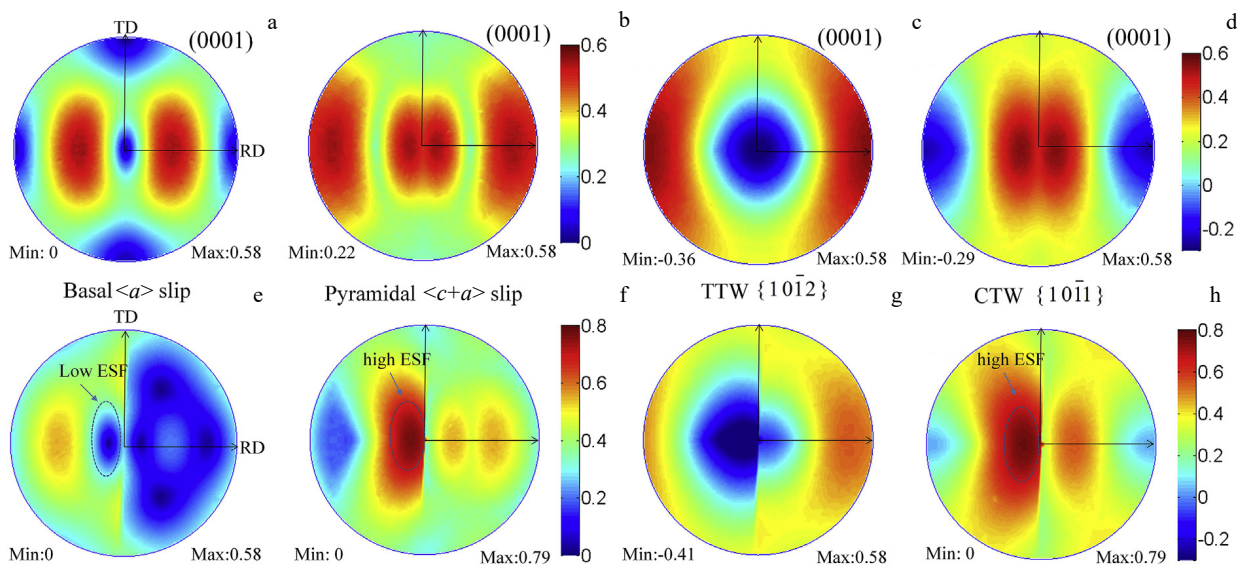


图 13 不同轧制工艺下 ESF 的 (0001) 极图分布

Fig.13 ESF distributions on (0001) PFs under SR (a-d) and DSR (e-h)^[43,69]: (a, e) basal <a> slip; (b, f) pyramidal <c+a> slip; (c, g) TTW {10 $\bar{1}$ 2}; (d, h) CTW {10 $\bar{1}$ 1}

将 SR 和 DSR 之间的 ESF 值进行比较,便可以确定剪切应力对变形行为的影响,主要是:(1)对于 2 种轧制方法,基面滑移和 TT 的最大 ESF 值保持相同,为 0.58。然而,锥面滑移和 CT 的最大 ESF 值从 SR 的 0.58(图 11b 和 11d)增加到 DSR 的 0.79(图 11f 和 11h);(2)由于剪切变形的存在,DSR 的 ESF 分布不对称。特别是,基面滑移和 TT 的低 ESF 区域与锥面滑移和 CT 的高 ESF 区域几乎一致。换句话说,大多数晶粒取向在其有利位置,以便随后激活锥面滑移和 CT。因此,剪切变形可以促进 CT 和锥面滑移的激活,因为它们 DSR 下的 ESF 值较高。上述结果,阐明了 DSR 弱化镁合金基面织构的机制,本质上剪切变形促进了锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移和压缩孪晶启动,并引起基面滑移稳定位置的偏转^[45]。

相比于传统的剪切加载理论,ESF 的应用范围更为广泛,不仅适用于传统的正向加载,在剪切加载的复杂应力状态下也有着良好的适应性。可以用来指导镁合金薄板的剪切变形工艺并将其推广到工业应用中去。

5 结果与展望

随着诸多领域对材料轻量化需求的不断增加,镁合金薄板材的应用范围将不断扩大,提升镁合金薄板的性能正成为研究的热点。孪晶作为镁合金的一种重要塑性变形方式,可以通过调节织构有效改善镁合金薄板的力学性能。但是由于其存在极化性和温度敏感性,因而对孪晶的加载方式提出一定的要求。加载室温面内压缩变形操作难度大,系统复杂;相比之下,加载剪切变形能够激活薄板内的大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,弱化镁合金薄板基面织构,提升其成形性能。目前已有多种镁合金剪切加载工艺被提出,但均处于实验阶段,还未能大批量投入到工业生产中去。为促剪切加载技术快速发展,实现剪切变形加载工艺从实验室研发到产业化应用的转变,还需要在以下方面取得进一步的突破:

1) 完善剪切加载工艺。利用剪切变形加载生产高性能镁合金薄板材,需要简单、高效的连续性加工工艺。常用的剪切加工工艺虽能起到弱化织构、提升薄板材性能的作用,但是各自存在不同的问题,难以应用到实际生产之中。故而仍需要更为全面的探索与优化,开发适合于实际生产的剪切加载工艺。

2) 掌握 ECAB 工艺组织特征调控机制并促进其推广应用。ECAB 技术实现了镁合金薄板中剪切累积和孪生启动,成功优化了薄板织构和力学性能。但相

关结果是在固定工艺参数下获得的,而工艺参数改变(角度、温度和路径等)会影响薄板塑性变形机制(尤其是孪生启动)。为全面掌握 ECAB 技术的特点,并阐明剪切诱导孪生启动的机制,需阐明工艺参数—组织特征(孪生类型和分数)—织构演化间的内在关系。在掌握这种关系的基础上,利用这种关系调控薄板材的织构,提升薄板的成形性能。

3) 进一步探索镁合金剪切变形与孪晶启动之间的关系。当前提出的等效 Schmid 因子这一概念已经成功解释了 AZ31 镁合金板材在异步轧制(DSR)过程中,引入剪切变形对于孪晶类型和变体的启动的影响。未来的研究需要将这一理论与其它工艺相结合,以更好地指导剪切加载新工艺的优化开发和应用。

参考文献 References

- [1] Pan Fusheng(潘复生), Wang Jingfeng(王敬丰), Zhang Zonghe(章宗和) et al. *China Metal Bulletin*(中国金属通报)[J], 2008(2): 6
- [2] Ding Wenjiang(丁文江). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2017(12): 24
- [3] Ding Yunpeng(丁云鹏), Cui Jianzhong(崔建忠), Yue Qichi(乐启炽) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2014, 6(6): 7
- [4] Xin Renlong(辛仁龙), Liu Qing(刘庆). *Rare Metals Letters* (稀有金属快报)[J], 2011, 30(2): 16
- [5] Ding Wenjiang(丁文江), Jin Li(靳丽), Wu Wenxiang(吴文祥) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(10): 2371
- [6] Hirsch J, Al-Samman T. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 818
- [7] Wu J L, Jin L, Wang F H et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 42(07): 175
- [8] Wang X J, Xu D K, Wu R Z et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(2): 245
- [9] Liu Qing (刘庆). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1458
- [10] Wu Guohua(吴国华), Xiao Han(肖寒), Zhou Huizi(周慧子) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(1): 57
- [11] Song Guangsheng(宋广胜), Chen Qiangqiang(陈强强), Xu Yong(徐勇) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(4): 1
- [12] Song Guangsheng(宋广胜), Chen Qiangqiang(陈强强), Xu Yong(徐勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3186
- [13] Song Guangsheng(宋广胜), Zhao Yuanye(赵原野), Zhang

- Shihong(张士宏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(11): 2206
- [14] Hu Shuiping(胡水平), Wang Zhe(王哲). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(9): 2424
- [15] Su Hui(苏辉), Chu Zhibing(楚志兵), Xue Chun(薛春) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3446
- [16] Zhang H, Huang G S, Wang L F *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 67(5): 495
- [17] Song B, Xin R L, Liang Y C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 614: 106
- [18] Xin Y C, Wang M Y, Zhen Z *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(10): 986
- [19] Chen H, Liu T, Zhang Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 652: 167
- [20] Wu B L, Duan G S, Du X H *et al. Materials & Design*[J], 2017, 132: 57
- [21] Kin S H, Hong S G, Lee J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 700: 191
- [22] Lee J U, Kim Y J, Kim S H *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2019, 7(4): 648
- [23] Chen S F, Zheng L, Zhang S H *et al. Acta Metallurgica Sinica* [J], 2015, 28(12): 1426
- [24] Liu Yanyu(刘晏宇), Mao Pingli(毛萍莉), Liu Zheng(刘正) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(6): 950
- [25] Song Guangsheng(宋广胜), Xu Debin(徐德斌), Xu Yong(徐勇) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(12): 3661
- [26] Xiong Hanqing(熊汉青), Wu Yiping(吴懿萍), Jia Yuzhen(贾寓真) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(2): 429
- [27] Hong S G, Park S H, Lee C S. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(18): 5873
- [28] Song B, Yang Q, Zhou T *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(10): 2269
- [29] Chapuis A, Driver J H. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 1986
- [30] Song G S, Zhang S H, Zheng L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(22): 6481
- [31] Xin Y C, Wang M Y, Zeng Z *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 66(1): 25
- [32] Song B, Xin R L, Chen G *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 66(12): 1061
- [33] He W J, Zeng Q, Yu H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 655: 1
- [34] Cheng W, Wang L F, Zhang H *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 254: 302
- [35] Kim S J, Lee C, Koo J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 724: 156
- [36] Yang Q, Jiang B, Song B *et al. Journal of Metals*[J], 2020, 72(7): 2551
- [37] Zhang H X, Huang G S, Wang L *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 69(1): 49
- [38] Pan H, Wang F H, Feng M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 712: 585
- [39] Carneiro L, Culbertson D, Yu Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 801: 140405.
- [40] Estrin Y, Vinogradov A. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 782
- [41] Zhilyaev A P, Langdon T G. *Progress in Materials science*[J], 2008, 53(6): 893
- [42] Song Guangsheng(宋广胜), Jiang Jingqian(姜敬前), Chen Shuaifeng(陈帅峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3512
- [43] Chen S F, Song H W, Zhang S H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 138
- [44] Li S, Luo C, Bashir M U *et al. Rare Metals*[J], 2021, 40(10): 2947
- [45] Pan Fusheng(潘复生), Jiang Bin(蒋斌). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(11): 1362
- [46] Zhan Meiyang(詹美燕), Li Yuanyuan(李元元), Chen Weiping(陈维平). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007(6): 841
- [47] Wang Q, Song J, Jiang B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 720: 85
- [48] Hu H J, Zhang D F, Yang M B *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(2): 243
- [49] Xiang Yao(项瑶), Lu Liwei(卢立伟), Sheng Kun(盛坤) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2020, 27(11): 53
- [50] Wei K, Li A, Li B *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021.
- [51] Xie J, Zhang Z, Liu S *et al. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2023, 30(1): 82
- [52] Beausir B, Suwas S, Tóth L S *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(2): 200
- [53] Chen Z H, Cheng Y Q, Xia W J. *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2007, 22(1): 51
- [54] Song D, Zhou T, Tu J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 259: 380

- [55] Suh J, Vivtoria-hernandez J, Letzig D *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 217: 286
- [56] Vivtoria-hernandez J, Suh J, Yi S *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 113: 98
- [57] Huang Xiaofeng(黄晓锋), Zhou Hong(周宏), He Zhenming(何镇明). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(3): 221
- [58] Xin Mingde(辛明德), Ji Zesheng(吉泽升), Liang Weizhong(梁维中) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2003, 13(3): 731
- [59] Huang Xiaofeng(黄晓锋), Wang Qudong(王渠东), Zeng Xiaoqin(曾小勤) *et al. Journal of Chinese Rare Earth Society*(中国稀土学报)[J], 2004, 22(3): 361
- [60] Kim J J *et al. Scripta Materialia*[J], 1999, 41(3): 333
- [61] Huang Lun(黄伦), Huang Guangsheng(黄光胜), Deng Qian yuan(邓钱元) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(3): 429
- [62] Liu Ying(刘英), Chen Weiping(陈维平), Zhang Weiwen(张卫文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(6): 925
- [63] Chen Shuaifeng(陈帅峰), Cheng Ming(程明), Zhang Hongxuan(张宏轩) *et al. Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2017, 9(4): 90
- [64] Chen S F, Song H W, Zhang S H *et al. Materials Letters*[J], 2019, 255: 126514
- [65] Chen S F, Song H W, Cheng M *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 67: 211
- [66] Schmid E, Boas W. *Plasticity of Crystals*[M]. Berlin and London: Springer and Hughes, 1950
- [67] Choi Y S, Piehler H R, Rollett A D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(2): 513
- [68] Xia D, Chen X, Huang G S *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 171: 31
- [69] Chen S F, Song H W, Zhang S H *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 167: 51

Research Progress on Shear-Induced Texture Weakening and Property Improvement of Magnesium Alloy Thin Sheet

Sun Decong^{1,2}, Chen Shuaifeng², Song Guangsheng¹, Zhang Shihong², Song Hongwu²

(1. School of Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Due to the restriction of strong basal texture, the formability of the thin magnesium alloy sheets at room temperature is insufficient, and their industrial application is greatly limited. Based on the mechanism of texture weakening of Mg alloy sheets, this paper highlighted the feasibility and unclear mechanism problems of shear-induced twinning activation to realize texture weakening of magnesium alloy sheets. Combined with the process development for activating twinning to weaken the texture of magnesium alloy sheets, the features and limitations of shear contained technology in Mg alloy sheets were discussed. Given the underlying mechanism of slip and twinning activation under complex stress and lacking of technology for shear-induced texture weakening of Mg alloys, an effective Schmid factor and an equal channel angular bending technology were proposed, and the application of the new calculation theory and shear processing technology in Mg alloy sheets was presented.

Key words: magnesium alloy; thin sheet; shear deformation; twinning; texture weakening

Corresponding author: Chen Shuaifeng, Ph. D., Associated Professor, Shi-changxu Innovation Center for Advanced Material, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, E-mail: chensf@imr.ac.cn